

稀土 Ce 对 Al-7Si-0.7Mg-0.2Fe 合金组织和性能的影响

刘春海, 李 天, 吴大勇, 朱志华, 李振宇, 王立生

(中信戴卡股份有限公司材料研究中心, 河北秦皇岛 066011)

摘要: 以Al-7Si-0.7Mg-0.2Fe铝合金为研究对象, 利用金相显微镜、扫描电镜和拉伸试验机, 研究了不同含量的稀土Ce对Al-7Si-0.7Mg-0.2Fe合金组织与性能的影响。结果表明: 稀土Ce可以细化 α -Al晶粒, 减小二次枝晶臂间距(SDAS)。同时, 还可以减小共晶Si的尺寸, 使Si形貌由板条状向纤维状转变, 具有良好的细化变质效果。此外, Ce还可以细化 β -Fe相, 改善 β -Fe相形态, 提高合金的力学性能。特别地, 当稀土Ce含量为0.1%时, 晶粒尺寸与SDAS最小, 分别为82 μm 、17 μm ; 合金T6热处理态抗拉强度、屈服强度和伸长率均达到峰值, 分别为344 MPa、311 MPa、3.77%。随着Ce含量的增加, 拉伸断面呈现韧性断裂特征, 裂纹主要沿晶界扩展; 当Ce含量达到0.3%时, 出现大量粗大的含Ce金属间化合物, 造成脆性断裂。

关键词: Al-Si合金; 稀土Ce; 细化变质; 力学性能

Al-Si合金由于具有良好的铸造性能、较高的强度以及耐腐蚀性强等优点, 作为轻量化材料广泛应用于航空航天、汽车零部件等领域^[1-5]。A356铝合金是Al-Si系合金中应用最广的合金之一。铸态A356铝合金的力学性能主要取决于组织中初生 α -Al、共晶Si以及金属间化合物的形态、大小与分布。粗大的 α -Al晶粒会显著降低材料的各项性能; 未变质组织中易存在粗大的层片状共晶Si, 其尖端和棱角部位易产生应力集中, 严重割裂基体进而造成塑韧性降低^[6-8]。此外, Fe元素在基体中易形成针片状的 β -Fe(Al_3FeSi)相, 在受力时同样容易引起应力集中, 严重危害材料的力学性能^[9-11]。因此, 细化 α -Al晶粒, 优化共晶Si、Fe相的形貌尺寸成为提高Al-Si合金的力学性能有效的途径。

目前, 工业上主要通过添加细化剂和变质剂来实现 α -Al晶粒细化与共晶Si变质。稀土元素是国内外普遍认可的具有开发潜力的细化变质元素, 近年来, 使用稀土元素研发新型铝合金细化剂、变质剂成为研究的热点。稀土元素中La、Ce、Yb、Eu和Sc等不仅可以细化 α -Al晶粒, 还可以起到变质共晶Si的作用。此外, 稀土元素还具有降低熔体中氢含量、净化熔体等作用^[12-15]。在前期的研究工作中, 我们尝试了在A356合金中协同添加Mg和稀土Ce, 发现Mg含量的增加可以激发Ce对A356合金的细化变质作用, 且Mg与Ce协同作用可以改善针状Fe相的形貌, 改善合金组织和力学性能^[16]。本文以此研究为基础, 通过改变Mg含量水平, 并在此基础上添加不同含量的稀土Ce, 研究了稀土Ce对该合金组织与力学性能的影响, 它为拓展稀土在铝合金中的研究应用提供了一种新思路。

1 试验条件及方法

本研究所用基础材料为商用A356铝合金, 并将Mg含量提高到0.7%以加强Ce的作用^[16], 通过添加Al-10Ce中间合金(Ce 8%), 制备出不同Ce含量(0.05%、

作者简介:

刘春海(1963-), 男, 硕士, 教授级高工, 主要从事汽车轻量化零部件研究。电话: 0335-5358286, E-mail: liuchunhai@dicastal.com

中图分类号: TG146.21
文献标识码: A
文章编号: 1001-4977(2019)02-0152-06

收稿日期:

2018-09-13 收到初稿,
2018-12-04 收到修订稿。

0.1%、0.3%)的合金。此外, Fe含量被提高至0.2%~0.25%, 以观察Ce对Fe相的影响。化学成分如表1所示。

本试验中合金熔炼过程为: 将合金锭放置于石墨黏土坩埚中, 在电阻熔铝炉中加热到740℃使合金熔化, 待铝液温度升高到740℃时分别将不同含量的Al-10Ce中间合金用铝箔包裹, 并用钟罩压入到铝液中。铝液在730℃下保温5 min后加入0.2%的清渣剂进行精炼, 同时通入氮气除气10 min, 气体流量2 L/min, 随后扒渣。待铝液温度降到720℃, 浇注到事先预热250℃的金属模具(Φ40 mm×200 mm)中。T6热处理后, 对试样进行组织观察、拉伸性能测试等。T6热处理工艺为540℃固溶280 min, 淬火处理, 淬火水温为室温, 时效温度为150℃, 保温150 min。

试样经砂纸打磨、机械抛光后用0.5%的HF溶液进行腐蚀, 用ZEISS AXIO Observer.A1m金相显微镜进行金相组织观察。部分磨抛后的试样用15 vol.% HCl溶液进行深腐蚀, 之后采用ZEISS EVOMA15型扫描电镜对共晶Si形貌进行SEM观察。稀土元素Ce成分检测设备为ICP-AES(型号: Thermo fisher-2000), 其他元素利用电火花直读光谱仪(OBLF GS1000)进行检测。铸态和T6热处理后的拉伸试样, 其尺寸根据GB/T228.1-2010(ISO 6892: 1998)进行加工; 拉伸试验在Zwick/Roell Z100拉伸试验机上进行, 拉伸速率为1 mm/min;

采用SEM对拉伸断口进行观察。结合图像分析软件Image Pro Plus对晶粒尺寸、SDAS以及共晶Si长宽比进行定量分析, 共晶Si的长宽比由平均长度和宽度经计算得出。对于初生α-Al晶粒尺寸, 采用平均等效直径(D)对合金晶粒大小进行表征^[17], 其计算公式为:

$$D = \frac{\sum_i^N \sqrt{4A_i/\pi}}{N} \quad (1)$$

式中: A_i 为第*i*个晶粒的面积, N 为晶粒数目。晶粒平均等效直径 D 、SDAS与细化效果直接相关。

2 结果与分析

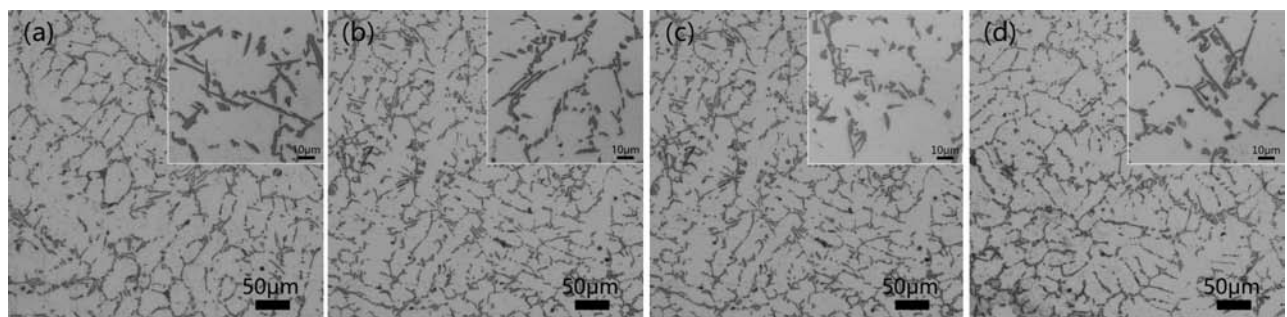
2.1 稀土 Ce 添加对显微组织的影响

图1为Al-7Si-0.7Mg-0.2Fe铝合金添加不同含量Ce后的铸态组织(图1a-d为金相照片, 图1e-d为SEM照

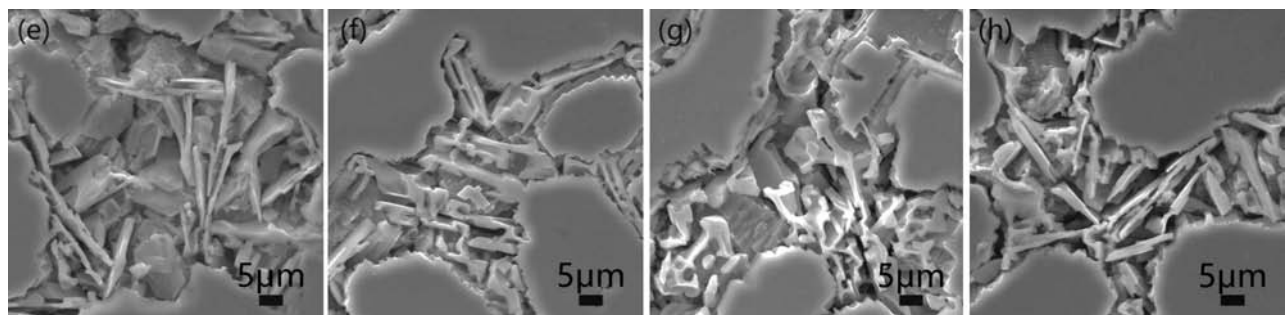
表1 试验用合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental alloys $w_B/\%$

试验材料	Si	Mg	Fe	Ce	Sr	Cr, Cu, Mn, Zn, Ni, Zn
合金1	6.94	0.704	0.203	0	<0.001	每合金元素<0.001
合金2	7.02	0.694	0.197	0.05	<0.001	每合金元素<0.001
合金3	6.96	0.689	0.200	0.107	<0.001	每合金元素<0.001
合金4	7.01	0.692	0.199	0.298	<0.001	每合金元素<0.001



(a) 未添加, 合金1金相照片 (b) 0.05% Ce, 合金2金相照片 (c) 0.1% Ce, 合金3金相照片 (d) 0.3% Ce, 合金4金相照片



(e) 未添加, 合金1 SEM照片 (f) 0.05% Ce, 合金2 SEM照片 (g) 0.1% Ce, 合金3 SEM照片 (h) 0.3% Ce, 合金4 SEM照片

图1 添加不同含量Ce的合金铸态显微组织照片

Fig. 1 Microstructures of as-cast alloys with different additions of Ce

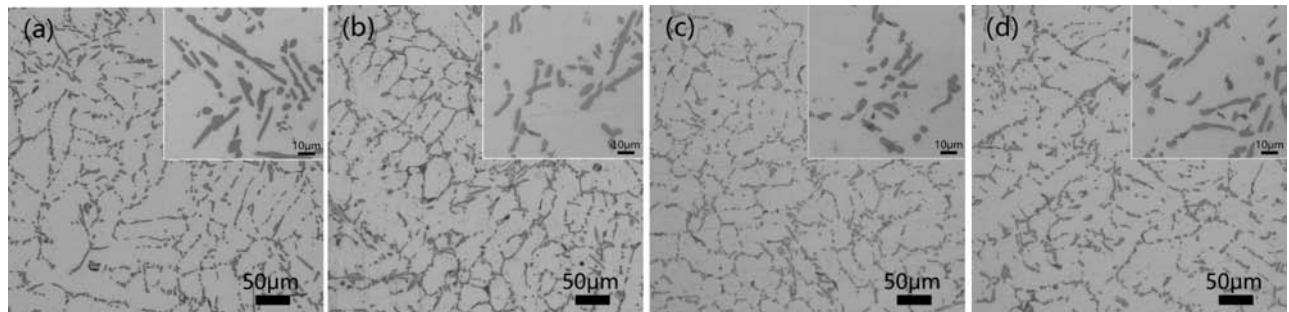
片)。从图中可以看出,合金1中 α -Al枝晶最为粗大,共晶Si呈现粗大的板条状。当合金1中添加不同含量Ce时,合金显微组织发生改变:粗大的树枝晶被细化,板条状的共晶Si开始向纤维状转变。尤其,当稀土Ce添加到0.1%时,初生 α -Al的晶粒尺寸最细小,纤维状的共晶Si分支发达、边缘最圆润,如图1c和g所示。当Ce含量达到0.3%时,初生 α -Al的晶粒和共晶Si在一定程度上发生了粗化,部分共晶Si形貌转变为粗大的条块状,如图1d和h所示。

经T6热处理后合金的金相照片如图2所示。从图中可以看出,共晶Si形貌在T6热处理后发生明显变化,由原来的板条状、块状向杆状、颗粒状转变,并且其边缘得到圆钝化。热处理后共晶Si的形貌很大程度上取决于热处理前的变质效果,因此,由于Ce含量不同所造成的Si形貌的改变在热处理后也会有所体现,共晶Si的尺寸表现为先减小后增加,其规律与铸态时相似。

表2为不同Ce含量时合金组织中相关参数的定量分析结果,其中包括初生 α -Al晶粒尺寸、SDAS以及共晶Si颗粒尺寸。从数据结果中可以看出:添加稀土Ce可

以显著降低初生 α -Al晶粒尺寸和SDAS,同时共晶Si的平均长度、平均宽度、长宽比明显降低(长宽比越接近1,形貌越趋近球状)。当Ce含量为0.1%时,晶粒尺寸和SDAS减小最为明显,铸态下其晶粒尺寸和SDAS相对未添加Ce的合金1降低了32.4%和56.6%,共晶Si的长宽比降低了58.1%;T6热处理后其晶粒尺寸和SDAS与合金1相比,降低了20%和44.5%,共晶Si的长宽比降低了65.2%。

图3a为Al、Ce金属间化合物的SEM图像。图5bEDS分析可以看出,Al、Ce原子比接近11:3,说明有 $Al_{11}Ce_3$ 的存在。根据Al-Ce二元相图,637~642 $^{\circ}C$ 时发生 $L \rightarrow \alpha-Al + Al_{11}Ce_3$ 共晶反应, $Al_{11}Ce_3$ 金属间化合物熔点高达1200 $^{\circ}C$ 以上,明显高于 α -Al形成温度(约620 $^{\circ}C$)。此外,根据Bramfitt二维错配度点阵模型, $Al_{11}Ce_3$ 与 α -Al的晶格错配度为7.19%,处于中等有效形核范围^[17]。因此,共晶反应析出的 $Al_{11}Ce_3$ 相可作为初生 α -Al相的形核质点,提高形核率,细化初生 α -Al的晶粒。另一方面,在凝固过程中,Ce在 α -Al中固溶度极小,极易在固液前沿发生偏聚,造成成分过冷,



(a) 未添加,合金1

(b) 0.05% Ce,合金2

(c) 0.1% Ce,合金3

(d) 0.3% Ce,合金4

图2 添加不同含量Ce时合金T6热处理态金相组织照片

Fig. 2 Optical microstructures of alloys in T6 heat treatment state with different additions of Ce

表2 不同稀土Ce添加量的合金微观结构参数定量分析结果

Table 2 Mathematical statistics results for microstructures of alloys with different Ce additions

项目	合金	初生 α -Al晶粒尺寸/ μm	SDAS/ μm	共晶Si平均长度/ μm	共晶Si平均宽度/ μm	共晶Si长宽比
铸态	合金1(未添加)	121.63 \pm 8.1	40.54 \pm 3.3	41.34 \pm 3.8	3.93 \pm 0.8	10.5 \pm 1.8
	合金2	103.17 \pm 5.5	25.98 \pm 2.8	26.41 \pm 3.3	3.04 \pm 0.5	8.7 \pm 1.6
	合金3	82.18 \pm 3.1	17.57 \pm 2.1	15.87 \pm 1.5	3.57 \pm 0.4	4.4 \pm 1.1
	合金4	100.04 \pm 3.9	24.69 \pm 2.7	20.03 \pm 2.2	3.81 \pm 0.5	5.3 \pm 1.3
T6	合金1(未添加)	120.38 \pm 7.7	41.33 \pm 3.0	25.57 \pm 3.0	3.88 \pm 0.7	6.6 \pm 1.0
	合金2	112.23 \pm 5.8	32.74 \pm 3.2	18.36 \pm 1.9	4.46 \pm 0.9	4.1 \pm 0.6
	合金3	96.28 \pm 4.6	22.92 \pm 2.7	11.30 \pm 1.3	4.85 \pm 0.7	2.3 \pm 0.5
	合金4	108.93 \pm 5.3	29.68 \pm 2.9	15.81 \pm 2.2	4.81 \pm 0.8	3.3 \pm 0.4

局部的冷却时间降低, 根据Bahmani等人的研究^[18], $SDAS=K(Mt_f)^{1/3}$, $SDAS$ 会因此而减小。

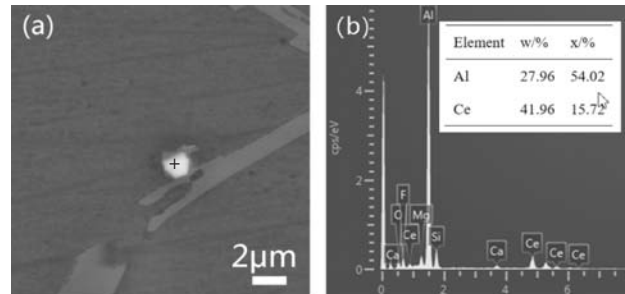
稀土Ce不仅可以细化初生 α -Al晶粒以及 $SDAS$, 而且对共晶Si变质具有显著影响。众所周知, Sr对共晶Si具有优异的变质作用, Ce与Sr在元素周期表中的对角线关系, 二者具有一些相似的性质, Ce对共晶Si的变质机理与Sr类似, 通过杂质诱导孪晶机制产生作用。根据Lu和 Hellowell^[19]提出的杂质诱导孪晶机制, 当杂质原子与Si原子半径比接近1.646时, Si容易产生孪晶, 并沿着 $\langle 112 \rangle_{Si}$ 方向生长, 产生大量的分支, 呈现纤维状结构。Ce与Si的原子半径比为1.551, 接近有效值, 意味着Ce原子可以通过杂质诱导孪晶机制使共晶Si分化成纤维状。另一方面, Ce原子在共晶Si中溶解度很小, 在凝固过程中Ce原子容易在固液界面前沿富集, 造成成分过冷。过冷度的增加会抑制共晶Si的生长, 进而细化共晶Si。两种机理共同作用, 使共晶Si最终呈现出精细的纤维状结构。

此外, 利用SEM和EDS发现, 稀土Ce与Fe形成大量的金属间化合物。通常, Al-Si合金中Fe作为杂质元素, 一般以富Fe的金属间化合物形式存在, 其中 β -Fe相危害最大。针状的 β -Fe相会造成材料在受力时产生应力集中, 进而极易产生裂纹, 导致材料的力学性能尤其伸长率降低。而稀土Ce可以和 β -Fe相结合生成新的金属间化合物, 将原本粗大的针片状的 β -Fe相碎化成细小的颗粒状、短杆状, 如图4所示。这种含Fe金属间化合物的形貌显著降低对基体的割裂作用, 对改善材料的力学性能起到一定作用。

2.2 Ce添加对拉伸性能的影响

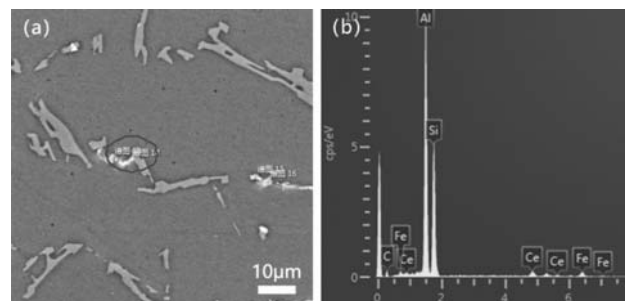
表3所示为合金1添加不同含量稀土Ce时铸态和T6热处理态下的拉伸性能, 包括抗拉强度、屈服强度、伸长率。从表中可看出, 添加稀土Ce后合金无论是铸态还是T6热处理态, 其抗拉强度、屈服强度、伸长率都比未添加时有显著的提高。随Ce添加量的增加, 合金力学性能表现出先升高后降低的趋势; 当Ce添加量达到0.1%时, 合金性能达到最佳值, 铸态性能分别为220.6 MPa、161.1 MPa、3.09%; T6热处理态达到344.6 MPa、311.0 MPa、3.77%。这与未添加Ce的合金相比铸态性能分别提高了19.1%、7.4%、23.6%, T6热处理态性能分别提高了11.8%、10.8%、39.1%。力学性能的显著提高主要归功于稀土Ce对初生 α -Al相、共晶Si形貌和尺寸以及 $SDAS$ 的改善。当Ce含量达到0.3%时, 由于生成粗大的含Ce金属间化合物, 使得合金综合性能变差。

图5为不同Ce含量下合金T6态拉伸试样的断口形貌。从图中可以看出, 未添加Ce时, 合金拉伸断口处



(a) Al、Ce金属间化合物形态 (b) EDS分析结果

图3 添加0.1% Ce合金的SEM显微组织照片和EDS分析结果
Fig. 3 SEM microstructure and EDS analysis of modified alloy with 0.1% Ce



(a) Al、Si、Ce、Fe中间化合物形态 (b) EDS分析结果

图4 添加0.1% Ce合金SEM显微组织照片和EDS分析结果
Fig. 4 SEM microstructure and EDS analysis of modified alloy with 0.1% Ce

表3 添加不同含量稀土Ce的合金在铸态和T6热处理态的拉伸性能

Table 3 Tensile properties of alloys with different additions of Ce in as-cast and T6 heat treatment conditions

样品	合金	拉伸强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
铸态	合金1 (未添加)	185.3 ± 9.4	150 ± 10.1	2.50 ± 0.3
	合金2	198.7 ± 11.3	152.7 ± 10.8	2.83 ± 0.5
	合金3	220.6 ± 10.3	161.1 ± 11.5	3.09 ± 0.3
	合金4	218.2 ± 10.0	153.6 ± 10.3	2.89 ± 0.3
T6	合金1 (未添加)	308.3 ± 13.1	280.8 ± 12.2	2.71 ± 0.4
	合金2	322.2 ± 14.6	293.1 ± 11.7	3.16 ± 0.5
	合金3	344.6 ± 15.3	311.0 ± 13.4	3.77 ± 0.5
	合金4	328.8 ± 14.9	286.6 ± 12.3	3.35 ± 0.4

有大量撕裂棱且只有很少量的韧窝形貌,呈现出明显的脆性断裂特征。而当添加Ce后,合金拉伸断口中韧窝数量开始增加,当Ce含量为0.1%时,其形貌主要以细小的韧窝为主,韧窝变深并密集,分布均匀,材料断口特征由脆性断裂向韧性断裂转变;当Ce的添加量达到0.3%时,由于出现较多粗大的含Ce金属间化合物,降低了合金韧性,使得断口表现出脆性断裂特征。

对于未添加稀土Ce的合金1,其微观组织中共晶Si均为长条状。共晶Si作为一种脆性相,在载荷的作用下,长条状的共晶Si边缘部位极易产生应力集中,成为裂纹源^[20],使裂纹源数量增加。另一方面,未添加Ce的合金其晶粒尺寸和SDAS较大,粗大的共晶Si聚集在枝晶界面处,相互交联形成近乎连续的共晶Si团簇。当发生塑性变形时,枝晶界面处的共晶Si与滑移带产生强烈的相互作用,易导致裂纹穿过 α -Al相进行扩展,引起穿晶断裂。而对于添加稀土Ce的合金,SDAS越小,

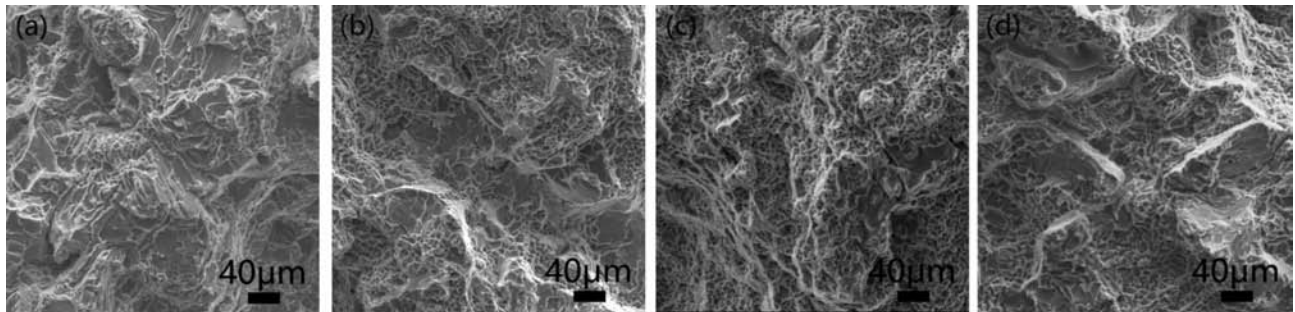
共晶Si颗粒越细小,枝晶界面连续性越好,断裂路径倾向于穿过共晶相区沿着初生 α -Al相的晶界进行扩展,从而使材料展现出优异的延展性能。

3 结论

(1) 稀土Ce的添加有效地细化了初生 α -Al晶粒,减小共晶Si的尺寸以及SDAS值。稀土Ce添加量为0.1%,细化变质效果最为明显,同时稀土Ce添加还可以起到细化 β -Fe相、改善 β -Fe相形态的作用。

(2) 稀土Ce添加显著地提高了Al-7Si-0.7Mg-0.2Fe合金的拉伸性能。当稀土Ce在最佳添加量0.1%时,合金力学性能最佳,尤其T6热处理态时抗拉强度、屈服强度和伸长率较未添加时分别提高11.8%、10.8%、39.1%。

(3) 适量添加稀土Ce可以使断口形貌由穿晶脆性断裂向沿晶韧性断裂转变。



(a) 未添加,合金1

(b) 0.05% Ce,合金2

(c) 0.1% Ce,合金3

(d) 0.3% Ce,合金4

图5 合金添加不同含量Ce时T6热处理态拉伸试样断口SEM照片

Fig. 5 SEM fractographs of tensile samples of T6 heat treated alloys with different additions of Ce

参考文献:

- [1] 夏峰,梁民宪,郭永春,等.微量铈对铸态A356铝合金组织和性能的影响[J].铸造,2017,66(11):1155-1158.
- [2] Mao Feng, Yan Guangyuan, Xuan Zhenjing, et al. Effect of Eu addition on the microstructures and mechanical properties of A356 aluminum alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 508: 480-485.
- [3] Mohamed A M A, Samuel A M, Samuel F H, et al. Influence of additives on the microstructure and tensile properties of near-eutectic Al-10.8%Si cast alloy [J]. Materials and Design. 2009, 30: 3943-3957.
- [4] Zhang Yijie, Ma Naiheng, Le Yongkang, et al. Mechanical properties and damping capacity after grain refinement in A356 alloy [J]. Materials Letters, 2005, 59: 2174-2177.
- [5] 胡中潮,于慧,崔元胜,等.变质及不同时效工艺对A356合金组织和力学性能的影响[J].铸造,2018,67(5):437-440.
- [6] Dahle A K, Nogitak, Zindel J W, et al. Eutectic Nucleation and Growth in Hypoeutectic Al-Si Alloys at Different Strontium Levels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 32A: 2523-2529.
- [7] Lu Shi-ping, Du Rui, Liu Jianping, et al. A new fast heat treatment process for cast A356 alloy motorcycle wheel hubs [J]. China Foundry, 2018, 15(1): 11-16.
- [8] 李豹. AlSi7Mg合金共晶硅变质规律及其微观机制[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2011:18-20.
- [9] Lu A L, Dahle K. Iron-rich intermetallic phases and their role in casting defect formation in hypoeutectic Al-Si alloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(3): 819-835.

- [10] Sigworth G K, Shivakumar S, Apelian D. The effect of mischmetal addition on the structure and mechanical properties of a cast Al-7Si-0.3Mg alloy containing excess iron (up to 0.6 Pct) [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1989, 97: 791–810.
- [11] 印飞, 杨江波, 王亦新, 等. 消除铝硅合金中铁相有害作用的方法分析 [J]. 热加工工艺, 2003 (3) : 61–63.
- [12] Voncina M, Kores S, Mrvar P, et al. Effect of Ce on solidification and mechanical properties of A360 alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509 : 7349–7355.
- [13] 韩奎, 毛协民, 欧阳志英, 等. 稀土元素在铸铝熔体除气净化过程中的行为 [J]. 特种铸造及有色合金, 2004 (2) : 61–62.
- [14] Qiu Chuanrong, Miao Sainan, Li Xinrong, et al. Synergistic effect of Sr and La on the microstructure and mechanical properties of A356.2 alloy [J]. Materials and Design, 2017, 114: 563–571.
- [15] Tsai Yu-Chou, Chou Cheng-Yu, Lee Sheng-Long, et al. Effect of trace La addition on the microstructures and mechanical properties of A356 (Al-7Si-0.35Mg) aluminum alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 487: 157–162.
- [16] 徐佐, 吴大勇, 李振宇, 等. Mg与稀土Ce混合添加对A356.2铝合金组织与性能的影响 [J]. 铸造, 2016, 65 (9) : 855–8559.
- [17] 何毅, 杨湘杰, 朱永博, 等. Al-Ce中间合金的微观组织和细化机制的研究 [J]. 稀有金属, 2018 (4) : 350–355.
- [18] Bahmani Ahmad, Hatami Nader, Varahram Naser, et al. A mathematical model for prediction of microporosity in aluminum alloy A356 [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 64 (9-12) : 1313–1321.
- [19] Lu S Z, Hellawell A. The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: impurity induced twinning [J]. Metallurgical Transactions A, 1987, 18 (10) : 1721–1733.
- [20] Zhu Man, Jian Zengyun, Yao Lijuan, et al. Effect of mischmetal modification treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of Al-7.0%Si-0.3%Mg foundry aluminum alloys [J]. Journal of Materials Science. 2011, 46 (8) : 2685–2694.

Effect of Rare Earth Cerium Addition on Microstructure and Tensile Property of Al-7Si-0.7Mg-0.2Fe Alloy

LIU Chun-hai, LI Tian, WU Da-yong, ZHU Zhi-hua, LI Zhen-yu, WANG Li-sheng
(Research Center of Materials, CITIC Dicastal Co., Ltd., Qinhuangdao 066011, Hebei, China)

Abstract:

The effect of rare earth cerium addition on the microstructure and tensile property of Al-7Si-0.7Mg-0.2Fe alloy was investigated via optical microscopy, scanning electron microscopy and tensile property. The results show that the addition of Ce clearly can reduce the sizes of the α -Al primary phase and eutectic silicon particles as well as SDAS value. And the morphology of eutectic silicon particles was significantly improved. In addition, cerium can also refine the size of β -Fe phase, and change the morphology of β -Fe phase from long needle-like to granular. The addition of Ce greatly improved the tensile properties of Al-7Si-0.7Mg-0.2Fe alloy due to the excellent improvement on microstructure. Especially, the grain size and SDAS were changed to 82 μm and 17 μm , respectively, when Ce was in the optimum addition of 0.1%. The tensile strength, yield strength and elongation of the alloy in the T6 heat treatment condition reached the peak values, which were 344 MPa, 311 MPa and 3.77%, respectively. With the increase of Ce content, the tensile fracture presented the characteristics of ductile fracture, the crack mainly expanded along the grain boundary, and the number of dimples increased. When the Ce content reached 0.3%, a large number of micro-cracks appeared and caused brittle fracture.

Key words:

Al-Si alloy; rare earth Ce; grain refinement and modification; mechanical property